

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 01-123024

(43)Date of publication of application : 16.05.1989

(51)Int.Cl.

C21D 8/10

(21)Application number : 62-279983

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 05.11.1987

(72)Inventor : KONDO KUNIO
HASHIMOTO TAMOTSU

(54) MANUFACTURE OF SEAMLESS STAINLESS STEEL TUBE

(57)Abstract:

PURPOSE: To manufacture a seamless stainless steel tube having superior toughness and resistance to stress corrosion cracking as rolled by successively subjecting a martensitic stainless steel billet to heating up to a specified temp., piercing, rolling, cooling under specified conditions, reheating in two steps, finish rolling and cooling.

CONSTITUTION: A martensitic stainless steel billet is heated up to 1,050W1,250° C, pierced, rolled and cooled to a temp. below the martensitic transformation start temp. at $\geq 30^\circ \text{C/min}$ cooling rate in a temp. range to at least 500° C to form a structure contg. $\geq 80\text{vol.}\%$ martensite. The resulting tube is reheated in a temp. range below the Ac1 transformation point in which austenite is not practically formed under conditions satisfying an inequality $(273+T) \times (20-\log t) < 2,000$ [where: T is temp. ($^\circ \text{C}$) and t is time (hr)] and the tube is further heated to a temp. above the reheating temp. in the temp. range of the Ac1 transformation point W the Ac1 transformation point - 200° C. The heated tube is immediately finish-rolled at $\geq 5\%$ reduction of area and air-cooled or forced to be cooled to obtain a seamless tube having superior characteristics as rolled as compared with the conventional product.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平1-123024

⑬ Int. Cl.⁴

C 21 D 8/10

識別記号

庁内整理番号

D-7371-4K

⑭ 公開 平成1年(1989)5月16日

審査請求 未請求 発明の数 1 (全8頁)

⑮ 発明の名称 ステンレス鋼縫目無し管の製造方法

⑯ 特 願 昭62-279983

⑰ 出 願 昭62(1987)11月5日

⑱ 発 明 者 近 藤 邦 夫 兵庫県尼崎市西長洲本通1丁目3番地 住友金属工業株式会社総合技術研究所内

⑲ 発 明 者 橋 本 保 兵庫県尼崎市西長洲本通1丁目3番地 住友金属工業株式会社総合技術研究所内

⑳ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市東区北浜5丁目15番地

㉑ 代 理 人 弁理士 穂上 照忠 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

ステンレス鋼縫目無し管の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) マルテンサイト系ステンレス鋼片を下記の工程で順次加工熱処理することを特徴とする靱性と耐応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼縫目無し管の製造方法。

①鋼片を1050～1250℃に加熱し、穿孔と圧延を行う工程、

②少なくとも500℃までを30℃/分以上の冷却速度としてマルテンサイト変態開始温度以下の温度まで冷却して80容量%以上がマルテンサイトで占められる組織とする工程、

③実質的にオーステナイトの生成がない A_{c1} 変態点以下の温度域で、かつ下記の式を満足する条件で再加熱する工程、

$$(273 + T) \times (20 + \log t) < 20000$$

ただし、Tは温度(℃)、tは時間(時)である。

④ A_{c1} 変態点～(A_{c1} 変態点-200℃)の温度域

で②の再加熱温度以上に加熱した後、直ちに断面減少率で5%以上の仕上圧延を行い、空冷または強制冷却する工程。

(2) マルテンサイト系ステンレス鋼が通常の化学組成を有するものである特許請求の範囲第1項記載の縫目無し管の製造方法。

(3) マルテンサイト系ステンレス鋼が下記第1群および/または第2群の元素の1種以上を含有するものである特許請求の範囲第1項記載の縫目無し管の製造方法。

第1群

重量%で、2.0%以下のNi、5%以下のNb、0.5%以下のNb、0.5%以下のV、0.5%以下のTi、0.5%以下のZr、0.01%以下のB、および0.15%以下のN。

第2群

重量%で、0.001～0.05%のCa、0.001～0.05%のLa、および0.001～0.05%のCe。

(4) マルテンサイト系ステンレス鋼が、不純物元素のPとSの一方または両方を下記の範囲にそれ

ぞれ低減せられたものである特許請求の範囲第1項から第3項までに記載のいずれかの縫目無し管の製造方法。

P : 0.01重量%以下

S : 0.001 重量%以下

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

この発明は、圧延のままで、従来の焼入れ、焼戻し処理を施したものと同等の強度をもち、しかも靱性と耐応力腐食割れ性においては従来のものに勝るマルテンサイト系ステンレス鋼縫目無し管の製造方法に関する。

(従来の技術とその問題点)

一般に、マルテンサイト系ステンレス鋼の縫目無し管は強度、靱性および耐食性が要求される油井管や輸送管などに広く用いられ、特に耐CO₂腐食性に優れていることはよく知られている。

従来この種の縫目無し管は、第1図に例示するとおり、鋼片(ビレット)を穿孔可能な温度に加熱し、例えばピアサーとマンドレルを用いて穿孔

割れ感受性が高いため、現状ではその使用が制約されH₂S濃度の高い環境では通常のマルテンサイト系ステンレス鋼よりもCr、Ni、Mo等の合金元素を大幅に高めたコストの高い高合金を用いなければならない。

本発明の目的は、高価な合金元素をいらずに増加させることなく、即ち、一般的なマルテンサイト系ステンレス鋼或いはその改良ステンレス鋼を用い、しかも、製管後に熱処理を別途行うことなく、圧延のままで従来の製造方法によるものに勝るマルテンサイト系ステンレス鋼縫目無し管を製造する方法を提供すること、にある。

(問題点を解決するための手段)

一般に、マルテンサイト組織を持つ鋼の靱性、耐応力腐食割れ性を支配しているのは、マルテンサイト組織の下部構造であるブロック、バケットの大きさであり、旧オーステナイト粒径を小さくするとこのブロック、バケットのサイズが小さくなって靱性、耐応力腐食割れ性をはじめとする諸性質が向上する。しかしながら、マルテンサイト

と圧延を行った後、オーステナイト領域の温度に再加熱し、例えばストレッチレデュサーで仕上げ圧延を行って製造される。仕上げ圧延の後は空冷されて管はマルテンサイト組織になるが、必要な強度と靱性を付与するために940~1050℃からの焼入れと600~750℃での焼戻しの熱処理が施され最終的には焼戻しマルテンサイト組織となる。

製管法としては、上にあげたマンネスマンマンドレル方式の外に、マンネスマンブラグミル方式、マンネスマンアッセルミル方式等、種々の方法があるが、いずれの方法でもマルテンサイト系ステンレス鋼縫目無し管の製造には、製管後の焼入れ、焼戻し処理が必須とされている。

上記の従来方法によって製造されたマルテンサイト系ステンレス鋼縫目無し管は、高強度ではあるものの近年一段と苛酷さを増しつつある使用環境では、靱性と耐応力腐食割れ性が不十分な場合がある。即ち、CO₂を含む環境は同時にH₂Sを含むことが多く、従来法で製造されたマルテンサイト系ステンレス鋼の縫目無し管は硫化物応力腐食

系ステンレス鋼は析出炭化物の固溶温度が割合高く、従来の方法では焼入れ温度を高くしなければならないためオーステナイト結晶粒の粗大化が避けられず、製管後の焼入れ処理で旧オーステナイト粒径を小さくするには限界がある。

本発明者は、マルテンサイト系ステンレス鋼の加工熱処理とその組織について詳細に検討を重ねた結果、一旦焼入れされた鋼を焼戻しした後に低温で加工すると、ブロック、バケットの単位より著しく微細なフェライト組織が得られることを知見した。そして、この知見に基づいて、縫目無し管の製造にあたり、製管後に別途焼入れ、焼戻しの処理を行うことなく、即ち、圧延のままで従来の製造方法によるものと同等の強度を有し、しかも靱性と耐応力腐食割れ性においてはそれをはるかに優るマルテンサイト系ステンレス鋼縫目無し管が製造できることを確認した。

ここに、本発明の要旨は、マルテンサイト系ステンレス鋼片を下記の工程で順次加工熱処理することを特徴とする靱性と耐応力腐食割れ性に優れ

たマルテンサイト系ステンレス鋼無縫管の製造方法、にある。

①鋼片を1050～1250℃に加熱し、穿孔と圧延を行う工程、

②少なくとも500℃までを30℃/分以上の冷却速度としてマルテンサイト変態開始温度以下の温度まで冷却して80容重%以上がマルテンサイトで占められる組織とする工程、

③実質的にオーステナイトの生成がないAc₁変態点以下の温度域で、かつ下記の式を満足する条件で再加熱する工程、

$$(273 + T) \times (20 + \log t) < 20000$$

ただし、Tは温度(℃)、tは時間(時)である。

④Ac₁変態点～(Ac₁変態点-200℃)の温度域で③の再加熱温度以上に加熱した後、直ちに断面減少率が5%以上の仕上圧延を行い、空冷または強制冷却する工程。

本発明は、先に掲げたマンネスマン製管法の各種の方式をはじめ、鋼片を熱間で穿孔、圧延するあらゆる無縫管の製造方法に適用できる。

Siは、脱酸剤および強化元素として添加される。0.01%未満の含有量ではこれらの効果がない。一方、含有量が1%を超えると粒界炭化物の生成を助長し、靱性、耐食性を劣化させる。特に靱性と耐食性を向上させるには、上限を0.2%に抑えるのがよい。

Mn: 0.05～2%

Mnは、強度および靱性を向上させるが0.05%未満ではその効果がなく、2%を超えると逆に靱性を劣化させる。

S: 0.03%以下

Sは不純物元素であって、含有量は低いほど望ましい。高すぎると硫化物の量が増加し、靱性と耐応力腐食割れ性を害する。0.03%が許容上限値であるが、特に0.001%以下に抑えれば耐応力腐食割れ性の向上が著しい。

P: 0.1%以下

PもSと同様に不純物元素であり低いほど望ましい。高すぎると靱性、耐食性が劣化する。0.1%が許容上限値であるが、0.01%以下に抑えれば

また、本発明の対象となるマルテンサイト系ステンレス鋼とは、当業者間で周知のもの、および或る種の元素を添加したり不純物を低下して改良したもの等、本発明の製造方法で実質的に微細組織の焼戻しマルテンサイト組織となる全てのステンレス鋼である。以下、本発明の対象として望ましいマルテンサイト系ステンレス鋼の標準的な組成を例示し、含有量の選定理由を説明する。なお、元素の含有量についての%は、全て重量%である。

Cr: 8～15%

Crは、ステンレス鋼としての耐食性を維持するために8%以上の含有量が必要である。しかし、15%を超えると高温においてフェライト領域が拡大し、その後の冷却によるマルテンサイト変態が困難になる。

C: 0.4%以下

Cは、マルテンサイト系ステンレス鋼の強度に関係する元素であるが、含有量が0.4%を超えると粗大炭化物が多くなり靱性を著しく損なう。

Si: 0.01～1%

靱性、耐食性の向上に効果があり、またこれらの性質の異方性も少なくなる。

最も望ましいのは、Pを0.01%以下とするとともにSを0.001%以下に抑えることである。

So₂.Al: 0.005～0.1%

Alは溶鋼の脱酸のため添加される。So₂.Alとして0.005%以上の含有量になるように添加する必要があるが、0.1%を超える含有量になると酸化物系介在物が増加し、靱性、耐食性を劣化させる。

以上の成分の外、残部がFeおよび不可避不純物からなるものが標準的な組成である。これに加えて下記の第1群および第2群の一方または両方から1種以上の元素を選んで含有させてもよい。

第1群の元素

2.0%以下のMo、5%以下のNi、0.5%以下のNb、0.5%以下のV、0.5%以下のTi、0.5%以下のZr、0.01%以下のB、および0.15%以下のN。

第2群の元素

0.001～0.05%のCa、0.001～0.05%のLa、お

よび0.001 ~ 0.05%のCo。

これらの元素の作用効果は次のとおりである。

Mo:

耐食性の向上に効果がある。しかし、含有量が2%を超えると冷却時のマルテンサイト変態が困難になる。

Ni:

耐食性を向上させるとともに、C含有量を抑える効果との組み合わせで強度、靱性を大きく向上させる効果がある。しかし、5%を超えて含有させても効果の増大はなくなりコスト増加を招くだけである。

Nb, V, Ti, Zr:

これらの元素は強度や靱性の向上に効果があると同時に、耐食性に有効な基質中のCrの減少を阻止する効果がある。しかし、それぞれ0.5%を超える含有量ではかえって靱性を劣化させる。

B:

強度の向上に効果があるとともに組織の微細化を促し、靱性および耐食性をも改善する効果がある。

なり歩留り低下と表面風荒れを招くだけでなく、 δ -フェライトが生成し品くなって製管性能が低下する。

加熱の時間は、鋼片のサイズによって決定されるが、上記のように中心部まで均一に加熱されるのに必要かつ充分な時間とする。

(b) 穿孔と圧延

ピアサーによる穿孔とマンドレルミルまたはブラグミルによる圧延は通常の方法で行われる。ピアサーは、傾斜圧延方式でもプレスピアシング方式でもよい。

この工程では、圧延終了温度が低くなりすぎないように注意する必要がある。圧延が低温の未再結晶域で行われると粒界に残留する量が多くなり、冷却途中での粗大粒界炭化物の析出が促進される。粒界炭化物は製品無目無しの性質、特に靱性に悪影響を及ぼす。かかる理由で、圧延は900℃以上、好ましくは940℃以上の温度域で終了させるのが望ましい。

(c) 冷却条件

る。しかし、含有量が0.01%を超えると逆に靱性、耐食性に悪影響がでてくる。

N:

Nは強度を向上させる安価な元素であるが、含有量が0.15%を超えると著しい靱性の低下をもたらす。

Ca, La, Ce:

これらの元素は鋼中の炭化物の形状を改善し、耐応力腐食割れ性を向上させる。それぞれ0.001%未満の含有量ではその効果が得られず、0.05%を超えると靱性、耐食性を劣化させる。

次に、第2図に例示する本発明方法の一つの工程図にそって、加工熱処理の工程を説明する。

(a) 鋼片加熱温度

この加熱は鋼片の中心部まで均一に加熱して、ミクロ割析などを除去した状態で次工程の穿孔、圧延を行うために充分な温度と時間が必要である。加熱温度が1050℃よりも低いと次工程での変形抵抗が大きくなり好ましくない。一方、1250℃よりも高い温度で加熱するとスケールの発生が著しく

圧延終了後の冷却条件は極めて重要である。この冷却は、マルテンサイト変態を起こさせて80容量%以上、靱性と耐応力腐食割れ性の向上のためには望ましくは95容量%以上がマルテンサイトで占められる均一な組織（残りはフェライトおよび/または残留オーステナイト）になるように選定する。即ち、冷却終了温度は M_s 点以下、80容量%以上、望ましくは95容量%以上のマルテンサイトに変態する温度とする。しかしながら、炭化物の析出しやすい500℃まではできるだけ早く冷却する必要がある。即ち、少なくとも500℃までを30℃/分以上の冷却速度とする。30℃/分より遅い冷却速度では靱性低下の原因となる粗大粒界炭化物が析出するようになる。冷却が大きいほど靱性は向上するから例えば水冷などの急冷を行う。

(d) 再加熱温度

前述した焼戻しマルテンサイトの温間加工は、 A_c1 変態点以下の温度であれば特に制約はない。しかし、工業的にはミルパワーの問題もあって、 A_c1 変態点以下でできるだけ高い温度での加工が

望ましい。ところが、高温で焼戻すとその後の加工時の変形抵抗は小さくなるものの、析出炭化物が粗大化して韌性、耐応力腐食割れ性の向上効果が阻害される。従って、本発明では、焼戻しに相当する再加熱を二段階とし、一段目では再加熱温度を低めに抑えて微細な析出炭化物を分散させ、次いで炭化物が粗大化しないように短時間のうちに A_c1 変態点近くまで昇温し、変形抵抗を下げた状態で圧延を行う。

再加熱の第一段階は、前記のとおり微細な炭化物を析出させるのが目的であるから、その温度と時間を適切に選ぶことが重要である。多数の実験結果に基づいて、本発明者は温度 T (℃) と時間 t (時) が、下記の式を満たす関係にあれば、望ましい炭化物の微細分散状態が得られることを確認した。

$$(273 + T) \times (20 + \log t) < 20000$$

この式を満足しない場合には、炭化物が粗大化して良好な韌性が得られない。

再加熱の第二段階は、析出炭化物を粗大化させ

ずに後につづく仕上げ圧延の変形抵抗を小さくするために行う。従って、原則的には第一段階の加熱温度よりも高い温度に加熱して直ちに仕上げ圧延を行うが、ミルのパワーが十分に第一段階より高温に加熱する必要のない場合には、第一段階の温度と同じであってもよい。ただし、 A_c1 変態点 - 200℃ よりも低い温度では変形抵抗が大きすぎるので、第二段階の加熱温度の下限は A_c1 変態点 - 200℃ とする。また、第一段階、第二段階とも、その加熱温度が A_c1 変態点を超えるとオーステナイトが生成して所望の韌性、耐応力腐食割れ性が確保できないから、いずれも、上限は A_c1 変態点までとする。

(e) 仕上げ圧延

前記再加熱の第二段階の後、直ちに仕上げ圧延を行う。仕上げ圧延は、例えばストレッチレデュサーで行うが、サイザー、リーラー等による加工でもよい。

仕上げ圧延での加工率も重要である。ここでの圧延によって微視的なフェライトの再結晶と析出

炭化物の微細分散化が進み上記の優れた特性が得られるのであるが、そのためには断面減少率が 5% 以上の加工が必要である。なお、断面減少率 K (%) は、次の (イ) 式で定義される。

$$K = [1 - (r_o^2 - r_i^2) / (R_o^2 - R_i^2)] \times 100 \quad \dots (イ)$$

ここで、 R_o 、 R_i は仕上げ圧延前の内半径と外半径

r_o 、 r_i は仕上げ圧延後の内半径と外半径

である。

仕上げ圧延後の冷却は空冷でもよいが、水冷などの強制冷却を行えば上記の特性が一層向上する。

このようにして製造されたマルテンサイト系ステンレス鋼無目無し管は、マクロ的には焼戻しマルテンサイト組織であり、ミクロ的にはフェライト結晶粒が極めて微細かつ析出炭化物が微細分散した組織を有し、圧延のままで韌性、耐応力腐食割れ性、特に耐酸化物応力腐食割れ性に優れたものとなる。

以下、実施例によって本発明を更に具体的に説明する。

(実施例)

第1表に示す組成の鋼から通常の熔解、鑄造法で $100 \text{ mm} \phi \times 300 \text{ mm} L$ の鋼片を製造した。これらの鋼片を用いて、第2表に示す条件でマルテンサイト系ステンレス鋼無目無し管を製造した。

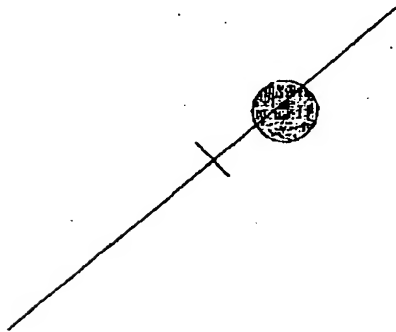
これらの鋼管について 0.2% 耐力と引張り強さを測定し、また韌性を評価する目的で $5 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 55 \text{ mm}$ の 2mm V ノッチ試験片を用いてシャルビー衝撃試験を行ってシャルビー破壊遷移温度を測定した。

更に、耐応力腐食割れ性を評価する目的で、シエルタイプ試験、即ち、水平 3 点曲げ試験片の中央点に異なった荷重を付加した状態で、温度: 20℃、気圧: 1 気圧の H_2S で飽和した 0.5% 酢酸水溶液中に 500 時間浸漬して割れ発生を観察し、耐酸化物応力腐食割れ性の指標となる S_{sc} 値を求めた。

上記の各測定結果を第2表にまとめて示す。

まず、第2表の本発明法の No 1~43 の試験結果と従来法 (製管後に焼入れ-焼戻し処理を施したもの) の No 1~21 の試験結果を比較すると、0.2

%耐力と引張り強さにおいてはほぼ同等であるが、
破面遷移温度とSc値では本発明法のものがあるか
に勝っている。なお、比較法のNo.1~4は、別途
焼入れ-焼戻し処理をしないことにおいては本発
明方法と類似するが、穿孔、圧延後の冷却条件、
再加熱条件、仕上げ圧延の条件のいずれかが本発
明の条件を満たさない例である。この場合、靱性
と耐応力腐食割れ性が著しく悪い。



第 1 表

鋼種	化 学 成 分 (重量%)															
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S	Sol.A.2	N	B	Ti	V	Nb	Ca	Fe+不純物
A	0.19	0.30	0.60	—	13.1	—	0.020	0.0021	0.008	0.02	—	—	—	—	—	残
B	0.20	0.95	1.04	0.1	12.5	—	0.007	0.0023	—	—	—	0.45	—	—	—	“
C	0.16	0.04	0.47	—	11.8	0.21	0.015	0.0010	—	0.02	0.005	—	—	—	—	“
D	0.07	0.29	0.52	0.05	8.3	1.96	0.020	0.0035	0.040	0.01	—	—	0.049	0.002	—	“
E	0.002	0.59	1.96	4.92	14.2	1.43	0.010	0.0041	—	—	—	—	—	—	—	“
F	0.38	0.84	0.72	2.53	14.9	—	0.025	0.0076	0.005	0.13	—	—	—	—	0.008	“
G	0.15	0.22	0.08	0.07	12.8	—	0.030	0.0308	0.009	0.03	—	—	0.38	—	—	“
H	0.12	0.56	0.75	—	12.1	—	0.004	0.0010	0.020	0.02	—	—	0.04	—	—	“
I	0.18	0.33	0.58	0.04	13.2	0.05	0.015	0.0004	0.012	0.01	—	—	—	—	—	“
J	0.19	0.40	0.26	—	12.8	—	0.003	0.0006	—	0.008	—	—	—	—	—	“

特開平1-123024 (7)

図 2 表

試験 No.	鋼 種	加熱 温度 (℃)	圧延上 り温度 (℃)	500℃ までの 冷却速度 (℃/分)	冷却 速度 (℃)	一段目の 再結晶 温度 (℃)	引け 試験 (時間)	$(ZT+T) \times$ $(20 + f_{\text{eq}})$	二段目の 再結晶 温度 (℃)	仕上げ圧 延の再結 晶率 (%)	繰入れ 温度 (℃)	焼戻し 温度 (℃)	0.2% 耐力 (kgf/mm ²)	引張り 強さ (kgf/mm ²)	断面収 縮率 (%)	Sc 値
1	A	1150	950	100	50	740	0.50	19555	780	50	—	—	58.7	77.3	-153	13.0
2	A	1150	950	100	50	700	0.25	18876	780	50	—	—	58.6	73.2	-138	12.5
3	A	1150	950	100	50	640	0.25	17712	780	50	—	—	64.2	82.0	-119	11.5
4	A	1150	950	100	50	700	1.00	19460	730	50	—	—	61.3	73.1	-127	12.5
5	A	1150	950	100	50	680	0.25	18488	730	50	—	—	63.5	81.9	-121	11.0
6	A	1150	950	100	70	640	0.50	17985	730	50	—	—	68.8	88.2	-115	9.5
7	A	1150	950	100	70	660	1.00	18050	680	50	—	—	67.7	85.3	-122	12.0
8	A	1150	950	100	70	620	0.75	17753	680	50	—	—	70.2	89.5	-107	9.0
9	A	1150	950	100	70	600	1.00	17459	630	50	—	—	75.5	94.8	-98	8.0
10	A	1240	950	100	30	720	0.50	19568	780	50	—	—	57.9	76.6	-162	13.5
11	A	1050	950	100	30	720	0.75	19741	780	40	—	—	57.0	74.6	-158	14.0
12	A	1150	1020	100	30	700	1.00	19460	780	50	—	—	58.0	78.2	-140	13.5
13	A	1150	900	100	30	720	0.50	19560	780	50	—	—	58.9	78.4	-170	12.5
14	A	1150	950	200	30	720	1.00	19600	780	60	—	—	59.4	79.0	-150	12.5
15	A	1150	850	60	30	700	0.75	19043	780	35	—	—	58.0	76.0	-130	13.0
16	A	1150	950	30	20	740	0.25	19652	780	50	—	—	57.7	76.1	-141	13.0
17	A	1240	950	100	45	680	0.25	18448	780	60	—	—	62.1	80.4	-128	11.5
18	A	1050	950	100	20	660	0.50	18380	780	50	—	—	63.3	82.1	-133	12.0
19	A	1150	1020	100	20	660	0.75	18548	780	50	—	—	62.8	81.9	-142	11.0
20	A	1150	900	100	30	680	0.50	18774	780	50	—	—	60.1	78.8	-139	13.0
21	A	1150	950	200	30	680	0.25	18488	780	50	—	—	64.1	82.8	-144	11.5
22	A	1150	950	60	30	660	1.00	18660	780	40	—	—	60.9	79.2	-156	12.5
23	A	1150	950	30	30	680	0.50	18774	780	50	—	—	59.9	78.6	-162	13.0
24	A	1150	950	100	30	740	0.50	19055	780	30	—	—	58.8	77.4	-128	12.0

図 2 表の続き 1

試験 No.	鋼 種	加熱 温度 (℃)	圧延上 り温度 (℃)	500℃ までの 冷却速度 (℃/分)	冷却 速度 (℃)	一段目の 再結晶 温度 (℃)	引け 試験 (時間)	$(ZT+T) \times$ $(20 + f_{\text{eq}})$	二段目の 再結晶 温度 (℃)	仕上げ圧 延の再結 晶率 (%)	繰入れ 温度 (℃)	焼戻し 温度 (℃)	0.2% 耐力 (kgf/mm ²)	引張り 強さ (kgf/mm ²)	断面収 縮率 (%)	Sc 値
25	A	1150	950	100	20	740	0.25	19552	780	5	—	—	57.0	75.6	-100	12.0
26	B	1150	950	100	100	720	0.50	19552	780	50	—	—	58.3	77.0	-100	12.5
27	B	1150	950	100	100	680	0.50	18774	750	50	—	—	65.9	84.3	-143	10.0
28	C	1150	950	100	20	720	0.50	19562	750	40	—	—	57.0	75.2	-159	12.5
29	C	1150	950	100	20	680	0.50	18774	740	40	—	—	65.2	83.3	-130	9.5
30	D	1150	950	100	40	720	0.50	19562	770	50	—	—	57.7	76.0	-149	13.0
31	D	1150	950	100	40	680	0.50	18774	680	50	—	—	68.3	86.8	-128	9.5
32	E	1150	950	100	20	620	0.75	17753	680	65	—	—	63.1	81.9	-185	13.0
33	E	1150	950	100	72	620	0.50	17502	650	65	—	—	60.2	87.5	-160	11.5
34	F	1200	980	100	20	720	0.75	19741	780	50	—	—	58.0	77.0	-132	12.5
35	F	1200	980	100	20	680	0.50	18774	740	50	—	—	63.7	83.1	-105	11.0
36	G	1150	950	100	20	720	0.50	19562	750	70	—	—	60.2	78.3	-167	12.5
37	G	1150	950	100	20	680	0.50	18774	710	70	—	—	66.0	84.6	-139	10.5
38	H	1100	990	100	25	720	0.50	19561	760	50	—	—	57.2	76.0	-175	14.0
39	H	1100	990	100	25	670	0.50	18718	710	50	—	—	66.7	87.4	-142	11.0
40	I	1100	990	100	25	720	0.50	19561	700	50	—	—	58.5	76.8	-182	14.5
41	I	1100	990	100	25	670	0.50	18718	710	50	—	—	67.0	85.9	-149	11.0
42	J	1100	990	100	25	720	0.50	19561	760	50	—	—	57.9	77.1	-156	14.0
43	J	1100	990	100	25	670	0.50	18718	710	50	—	—	68.3	85.9	-171	11.5
1	A	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	1000	750	58.3	77.0	-10	5.5
2	A	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	1000	720	64.9	84.1	+3	5.5
3	A	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	1000	690	69.7	84.9	+20	3.5
4	U	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	980	740	59.4	78.5	-5	7.5
5	B	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	980	680	65.7	84.3	+13	5.0

第2表の続き2

試 験 順 号	鋼 種	加熱 温度 (℃)	圧延上 り温度 (℃)	500℃ までの 冷却速度 (℃/分)	冷却 速度 (℃)	一役目の 圧延温度 (℃)	6分 間隔 (分)	$(273+T) \times$ $C_{20} + \log U$	二役目の 圧延温度 (℃)	仕上げ圧 延の断面 減少率 (%)	焼入れ 温度 (℃)	焼戻し 温度 (℃)	0.2% 耐力 (kgf/mm ²)	引張り 強さ (kgf/mm ²)	断面収 縮率 (%)	Sc値
6	C	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	1000	720	58.9	75.5	-15	8.0
7	C	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	1000	670	67.2	86.2	+20	5.5
8	D	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	980	730	60.8	78.0	-2	6.0
9	D	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	980	650	69.5	88.2	+33	3.5
10	E	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	1000	680	59.1	77.7	-45	9.0
11	E	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	1000	650	64.3	83.1	-18	7.5
12	F	1200	980	—	750	1020	0.25	—	—	50	1050	750	60.4	79.6	-7	7.5
13	F	1150	980	—	750	1020	0.25	—	—	50	1050	700	65.0	85.5	+20	5.0
14	G	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	950	730	59.1	77.8	-27	6.0
15	G	1150	950	—	750	980	0.25	—	—	50	920	690	64.8	84.3	-6	4.5
16	H	1100	900	—	750	970	0.25	—	—	50	980	720	59.1	77.8	-30	8.0
17	H	1100	900	—	750	970	0.25	—	—	50	980	690	68.3	88.8	-17	4.5
18	I	1100	800	—	750	970	0.25	—	—	50	980	720	60.1	78.3	-34	8.0
19	I	1100	900	—	750	970	0.25	—	—	50	980	690	68.7	88.4	-14	3.5
20	J	1100	900	—	750	970	0.25	—	—	50	980	720	58.6	76.2	-42	8.5
21	J	1100	900	—	750	970	0.25	—	—	50	980	690	69.2	88.5	-23	4.5
1	F	1150	910	20	25	720	0.50	19630	730	40	—	—	65.4	82.5	-28	9.5
2	F	1150	950	100	25	750	0.50	20349	770	20	—	—	59.2	78.3	-35	10.5
3	A	1150	950	100	25	720	0.50	19560	730	—	—	—	69.2	78.5	+5	9.5
4	A	1150	950	100	25	720	0.50	19568	900	50	—	—	119.9	122.0	+78	<2

(注)・本発明の範囲外

(発明の効果)

本発明は、マルテンサイト系ステンレス鋼の冶金学的な特性を生かし、加工と冷却の条件を精密に調整して、圧延のままで従来の製品をはるかに渡り特性の超目無し管を製造することを可能とした。

本発明方法によって製造される鋼管は、圧延のままで焼戻しマルテンサイト組織となり、その結晶粒および分散炭化物が極めて微細であるから、特に靱性と耐破化物応力腐食割れ性において従来の製品に勝り、マルテンサイト系ステンレス鋼超目無し管の使用分野の拡大に寄与するところが大い。

4. 図面の簡単な説明

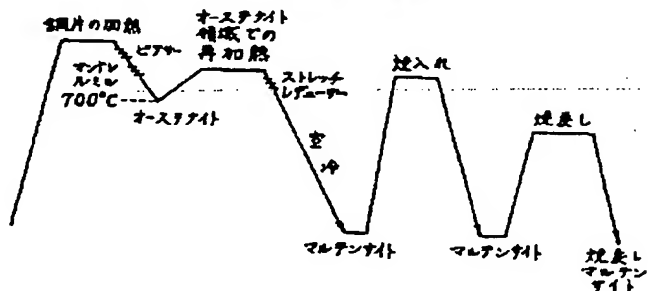
第1図は、マルテンサイト系ステンレス鋼超目無し管を製造する従来の工程を説明する図、

第2図は、同じく本発明の工程を説明する図、である。

出願人 住友金属工業株式会社

代理人 弁理士 磯上源忠 (ほか1名)

第1図



第2図

